



DE 3922720 C 2

①9 BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENTAMT

⑫ **Patentschrift**
⑩ **DE 39 22 720 C 2**

⑤1 Int. Cl.⁵:
C 21 D 9/40
F 16 C 33/62
F 16 C 33/44
C 22 C 38/02

②1 Aktenzeichen: P 39 22 720.0-24
②2 Anmeldetag: 11. 7. 89
④3 Offenlegungstag: 18. 1. 90
④6 Veröffentlichungstag
der Patenterteilung: 24. 10. 91

Innerhalb von 3 Monaten nach Veröffentlichung der Erteilung kann Einspruch erhoben werden

③0 Unionspriorität: ③2 ③3 ③1
11.07.88 JP 172030/88

⑦3 Patentinhaber:
Nippon Seiko K.K., Tokio/Tokyo, JP

⑦4 Vertreter:
Reichel, W., Dipl.-Ing.; Lippert, H., Dipl.-Ing.,
Pat.-Anwälte, 6000 Frankfurt

⑦2 Erfinder:
Murakami, Yasuo, Yamato, Kanagawa, JP;
Matsumoto, Youichi; Uemura, Kazuhiro, Fujisawa,
Kanagawa, JP

⑤6 Für die Beurteilung der Patentfähigkeit
in Betracht gezogene Druckschriften:

US	46 59 241
US	44 70 854
US	43 58 317
US	42 32 436
US	40 23 988
US	40 04 952
US	39 54 517
US	39 29 523
US	37 34 582
US	32 75 381
US	31 17 041
US	4 19 599

Central Patents Index, Abstract 212;

⑤4 Wälzlager

DE 3922720 C 2

Beschreibung

Die Erfindung betrifft Wälzlager zur Verwendung bei Automobilen, landwirtschaftlichen Maschinen, Baumaschinen, Maschinen für die Eisen- und Stahlindustrie und dergleichen. Insbesondere betrifft die Erfindung langlebige Wälzlager, wie sie für Kraftübertragungen und für Maschinen erforderlich sind.

Bisher wurden für langlebige Wälzlager, wie sie bei Automobilen und allgemein unter hoher Belastung erforderlich sind, niedriggeköhlte, einsatzgehärtete Stähle mit guter Härtebarkeit der Typen SCR420H, SCM420H, SAE8620H und SAE4320H verwendet, da eine Härteübergangskurve aufgestellt werden muß, die an die innere Scherbelastungsverteilung angepaßt werden muß, die durch den Kontaktoberflächendruck verursacht wird. Derartige niedriggeköhlte einsatzgehärtete Stähle werden einer Aufkohlung oder Carbonitrierung unterzogen, um die Härte des gesamten Wälzlagers zu erhöhen, so daß die Oberflächenhärte von inneren und äußeren Ringen sowie der rollenden Elemente des Wälzlagers einen HRC-Wert von 58 bis 64 und die Kernhärte davon einen HRC-Wert von 30 bis 48 besitzen.

Aus der US-A-41 91 599 ist ein erstes langlebiges Wälzlager bekannt, bei dem ein hochgeköhlter Legierungsstahl unter einer aufkohlenden Atmosphäre erhitzt wird, so daß der Ms-Punkt der Oberfläche des hochgeköhlten Legierungsstahls niedriger ist als der seines Kerns, und danach abgeschreckt wird, um in die Form eines Temperaturspannungstyps überzugehen, so daß in der Oberfläche des erhaltenen hochgeköhlten Legierungsstahls eine restliche Druckspannung verbleibt.

Aus der US-A-40 23 988 ist ein weiteres langlebiges Wälzlager bekannt, bei dem ein durch Warmverformen hergestellter niedriglegierter Stahl verwendet wird, der ein Legierungselement aufweist, das aus der Gruppe C (0,6 bis 1,5 Gew.-%), Cr, Mn, Ni, Cu und Mo ausgewählt ist und der ein raffiniertes Carbid enthält.

Außerdem beziehen sich die USA-Patentanmeldungen Serial Nos. 2 25 899 und 1 43 389 derselben Anmelderin auf die vorliegende Patentanmeldung.

Wenn bei den oben erwähnten gehärteten Stählen SCR420H usw. eine aufgekohlte und gehärtete Schicht oder ein aufgekohlter und gehärteter Einsatz tiefer sein soll, muß ein Aufkohlungsverfahren bei hoher Temperatur über längere Zeit hinweg durchgeführt werden, weil die Menge an ursprünglichem Kohlenstoff gering ist, so daß auch die Ergiebigkeit des Erhitzens gering bleibt. Wenn andererseits die Menge an Kohlenstoff in der Oberfläche hoch ist, erscheint leicht ein voreutektoidischer Zementit, weil der Chromgehalt des einsatzgehärteten Stahls SCR420H hoch ist, so daß die Lebensdauer eines Wälzlagers aus einsatzgehärtetem Stahl der Sorte SCR420H unter Betriebsbedingungen verkürzt wird. Daher werden gemäß den Typen SAE8620H und SAE4320H der Chromgehalt erniedrigt und andere Metalle wie Nickel und Molybdän zugesetzt, um die Härtebarkeit der Typen SAE8620H und SAE4320H sicherzustellen, so daß die Materialkosten ansteigen. Außerdem wachsen in den Fällen, in denen die einsatzgehärteten Stähle SAE8620H und SAE4320H aufgekühlt oder carbonitriert werden, gelegentlich Kristallkörner grobkristallinisch, was zu einer Quelle für eine Spannungskonzentration führt, so daß die Lebensdauer des Wälzlagers aus einsatzgehärteten Stählen SAE8620H oder SAE4320H unter Belastungsbedingungen niedrig ist.

Andere bekannte Materialien sind sehr kostspielig, um daraus ein langlebiges Wälzlager herzustellen, weil diese Materialien teures Molybdän, Nickel oder Chrom enthalten. Gemäß dem aus US-A-40 23 988 bekannten Verfahren ist eine komplizierte Hitzebehandlung erforderlich, wie beispielsweise Glühen auf kugeligen Zementit, Rohformen (rough forming) oder austenitischem Härten (hardening austenizing), um ein raffiniertes Carbid zu erzeugen, so daß die Ergiebigkeit der Hitzebehandlung herabgesetzt werden muß.

Die gemäß der US-A-41 91 599 verwendeten Stähle enthalten verhältnismäßig große Mengen an den kostspieligen Elementen Molybdän, Wolfram und Chrom und führen damit zu hohen Kosten. Außerdem kann der bei diesem Verfahren auftretende einfache Mechanismus, der eine Restdruckspannung in der Oberfläche erzeugt, nicht zu einem langlebigen Wälzlager führen, wenn dieses mit einem Fremdmaterial geschmiert wird. D.h., daß noch weitere Gründe außer den oben erwähnten zur Erniedrigung der Lebensdauer und der Belastung führen, wie Abblättern, das durch Mikrorisse verursacht wird, die von einer Schadstelle oder einem Eindruck in der Oberfläche des Wälzlagers durch Einwirkung von Fremdmaterialien, wie Metallspänen, Graten, und Schleifpulver, gemischt mit dem Lagerschmiermittel, ausgehen, oder Einschlüsse eines nichtmetallischen Materials im Wälzlagerkörper, die eine Quelle für eine Beanspruchungskonzentration bilden, wenn der nichtmetallische Einschluss eine hohe Härte und eine niedrige plastische Deformierbarkeit besitzt.

Die Lebensdauer unter Beanspruchung nimmt auch deswegen ab, weil die Beanspruchungskonzentration in Gegenwart des nichtmetallischen Einschlusses nicht hinreichend ermäßigt werden kann. Außerdem kann keines der oben erwähnten Wälzlager die Rißbildung in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit einer Bearbeitung hinreichend unterdrücken, wenn sie einer Vorbearbeitung unterworfen werden, wie beispielsweise einem Schmieden.

Aufgabe der Erfindung ist es daher, ein Wälzlager zu schaffen, dessen Materialkosten nicht höher sind, dessen Wärmebehandlung eine gute Ergiebigkeit besitzt, dessen Lebensdauer gegenüber den Lebensdauern der bisherigen Wälzlager größer ist, selbst wenn das Wälzlager nicht nur mit sauberer Schmierung, sondern auch mit einer Schmierung durch Fremdmaterialien betrieben wird, und das keine Rißbildung während einer Vorbearbeitung, beispielsweise durch Schmieden mit einer hohen Bearbeitungsgeschwindigkeit, ergibt.

Diese Aufgabe wird gelöst durch ein Wälzlager mit einem Innen- und einem Außenring sowie einem Wälzkörper, von denen mindestens der Innenring, der Außenring oder der Wälzkörper aus einem Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt hergestellt ist, der im wesentlichen aus 0,4 bis 0,7 Gew.-% Kohlenstoff, 0,15 bis 1,2 Gew.-% Silicium, 1,2 bis 1,7 Gew.-% Mangan, 200 bis 300 ppm Aluminium, bis 40 ppm Titan, 100 bis 200 ppm Stickstoff bis 80 ppm Schwefel, bis 9 ppm Sauerstoff, Rest Eisen, besteht, und der Aufkohlung oder Carbonitrierung unterzogen wird, wobei die Oberflächenschicht oder der Einsatz des dabei erhaltenen einsatzgehärteten Manganstahls mit mittlerem Kohlenstoffgehalt 25 bis 45 Vol.-% erhaltenegebliebenen Austenit aufweist.

Der Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt gemäß der Erfindung kann weiter mindestens 0,03 bis 0,08 Gew.-% Niob und 0,1 bis 0,15 Gew.-% Vanadium enthalten.

Schließlich kann der Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt folgende Zusammensetzung aufweisen: 0,4 bis 0,7 Gew.-% Kohlenstoff, 0,15 bis 1,2 Gew.-% Silicium, 1,2 bis 1,7 Gew.-% Mangan, bis 40 ppm Titan, bis 80 ppm Schwefel, bis 9 ppm Sauerstoff, mindestens entweder 0,03 bis 0,08 Gew.-% Niob oder 0,1 bis 0,15 Gew.-% Vanadin, Rest Eisen, wobei der Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt einer Aufkohlung oder Carbonitrierung unterworfen worden ist und ein Einsatz des erhaltenen einsatzgehärteten Manganstahls mit mittlerem Kohlenstoffgehalt 25 bis 45 Vol.-% erhalten gebliebenen Austenit aufweist.

Dieser mindestens Niob oder Vanadin enthaltende Stahl kann nach dem Aufkohlen oder Carbonitrieren eine mittlere KristallkorngröÙenzahl von 8 aufweisen.

Gemäß der Erfindung wird ein Wälzlager erhalten, das eine gute Ergiebigkeit der Wärmebehandlung aufweist, ohne daß die Materialkosten erhöht werden, weil von den kostspieligen Metallen Molybdän, Nickel und Chrom keine erforderlich sind und auch die Notwendigkeit zu einer langdauernden, komplizierten Wärmebehandlung entfällt.

Gemäß der Erfindung kann ein längerlebiges Wälzlager erhalten werden, das nicht nur unter Schmierung mit Fremdmaterialien, sondern auch unter sauberer Schmierung wie die bekannten Wälzlager betrieben werden kann, weil eine vorbestimmte Menge an erhalten gebliebenem Austenit bei dem einsatzgehärteten Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt anwesend ist, die Kornwachstumsvergrößerung während des Aufkohlens oder Carbonitrierens verhindert wird und die Menge an nichtmetallischen Einschlüssen begrenzt wird.

Das Wälzlager gemäß der Erfindung weist ferner keine RiÙbildung bei einer Vorbearbeitung wie beispielsweise Schmieden mit hoher Bearbeitungsgeschwindigkeit auf, weil die Menge an Schwefel begrenzt ist.

Eine Ausführungsform des erfindungsgemäÙen Wälzlagers weist eine längere Lebensdauer auf, weil eine weitere Raffinierung der Kristallkörner zusätzlich zu den bereits genannten Vorteilen erfolgt.

Eine andere Ausführungsform des Wälzlagers gemäß der Erfindung weist eine höhere Lebensdauer zusätzlich zu den beschriebenen Vorteilen auf, weil der einsatzgehärtete Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt eine kristalline Mikrostruktur aufweist, bei der die mittlere KorngröÙenzahl 8 beträgt, selbst nachdem das Aufkohlen oder Carbonitrieren stattgefunden hat.

Es wurden verschiedene Beziehungen zwischen der Menge an erhalten gebliebenem Austenit in der Oberflächenschicht des Wälzlagerstahls und der Lebensdauer des Wälzlagerstahls, ferner Beziehungen zwischen der KristallkorngröÙe und der Lebensdauer sowie Beziehungen zwischen dem Schwefelgehalt und dem Auftreten von Rissen während der Vorbearbeitung aufgefunden.

Der Grund, warum der Stahl gemäß der Erfindung mit mittlerem Kohlenstoffgehalt einen Kohlenstoffgehalt von 0,4 bis 0,7 Gew.-% aufweist, wird im folgenden beschrieben.

Es wurde gefunden, daß die 25 bis 45 Vol.-% an erhalten gebliebenem Austenit in der Oberflächenschicht des Lagerstahls die Lebensdauer des Wälzlagers beim Betrieb und der Schmierung mit Fremdmaterialien erhöhen. Die Menge an in der Oberflächenschicht vorhandenem Kohlenstoff muß erhöht werden, um die Menge an erhalten gebliebenem Austenit in der Oberflächenschicht innerhalb des oben erwähnten Bereiches zu halten; jedoch tritt leicht ein Voreutektoid auf, das für die Lebensdauer unter Beanspruchung schädlich ist, weil die Chromgehalte der Stahltypen SCR420H und SCH420H hoch sind. Werden diese Chromgehalte verringert, so wird die Härtebarkeit des Lagerstahls vermindert, so daß Dicken der gehärteten Schicht, wie sie für ein Wälzlager erforderlich sind, nicht erhalten werden können. Erfindungsgemäß liegt der Chromgehalt unter 0,35 Gew.-%, und es wird Mangan zugesetzt, um zu verhindern, daß die Härtebarkeit durch die Verminderung des Chromgehaltes herabgesetzt wird. Außerdem wird ein Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt, der reich an ursprünglichem Kohlenstoff ist, verwendet, um das Auftreten der Voreutektoids zu unterbinden, und die Menge an erhalten gebliebenem Austenit in der Oberflächenschicht des Wälzlagerstahls liegt im Bereich von 25 bis 45 Vol.-%, wodurch die erforderliche Tiefe der gehärteten Schicht erzielt wird.

Die Wirkung des erhalten gebliebenen Austenits, die für die vorliegende Erfindung charakteristisch ist, wird im folgenden in Verbindung mit den Fig. 1 bis 4 näher beschrieben.

Wie in Fig. 2 dargestellt ist, hinterläÙt beim Betrieb des Wälzlagers und der Schmierung mit Fremdmaterialien eine Folge von Berührungen einer Oberfläche von Innenring, Außenring und Wälzkörper mit dem Fremdmaterial einen Eindruck darauf. Wie sich aus dem Querschnitt des Eindrucks gemäß Fig. 2 ergibt, besitzt der Eindruck einen Rand, der den maximalen Druck P_{max} erhält. Der Kurvenradius des Randes und der Radius des Eindruckes besitzen starke Beziehungen zu der Anwesenheit von erhalten gebliebenem Austenit, wie im folgenden beschrieben wird. Normalerweise ist der erhalten gebliebene Austenit weich und besitzt beispielsweise eine Hv-Härte von 300, die jedoch vom Kohlenstoffgehalt eines Materials abhängt. Wenn daher der erhalten gebliebene Austenit in dem Einsatz in der gewünschten Menge vorhanden ist, kann die Beanspruchungskonzentration am Rand des Eindruckes ermäßigt werden, so daß die Fortpflanzung eines Mikrorisses, der in dem Eindruck auftritt, verlangsamt werden kann. Der erhalten gebliebene Austenit des Einsatzes wird durch auf die Oberfläche des Einsatzes ausgeübte Umwandlungsenergie in Martensit umgewandelt und gehärtet, wenn die Anzahl von relativen Vorbeigängen oder Passagen eines passenden Elements, wie beispielsweise von Lagerringen relativ zum Wälzkörper, an der Eindruckstelle während des Betriebes einen bestimmten Wert überschreitet.

Fig. 3 erläutert die Beziehung zwischen dem Wert r/C und dem Wert γ_R des erhalten gebliebenen Austenits.

Um das Verhältnis P_{max}/P_0 zu verringern, d.h., die Beanspruchungskonzentration zu ermäßigen, muß der Kurvenradius r vergrößert werden, wenn der Radius C des Eindruckes feststeht. D.h., daß der Wert r/C ein Faktor ist, der das Ausmaß der Ermäßigung der Beanspruchungskonzentration wiedergibt. Erhöhung dieses Wertes führt zu einer Erhöhung der Lebensdauer des Wälzlagers. Jedoch ist aus Fig. 3 ersichtlich, daß, selbst wenn die GröÙe des Wertes γ_R des erhalten gebliebenen Austenits erhöht wird, der Wert r/C an einem bestimmten Wert seine Sättigungsgrenze erreicht und nicht über diesen bestimmten Wert ansteigt. Insbesondere wenn der Wert

γ_R des erhalten gebliebenen Austenits bei oder über 45 Vol.-% liegt, wird diese Sättigung deutlich, so daß der Wert r/C im wesentlichen unverändert bleibt. Daher nimmt die Oberflächenhärte ab, selbst wenn der Wert γ_R des erhalten gebliebenen Austenits bei oder oberhalb 45 Vol.-% liegt, so daß die Lebensdauer im Betrieb verringert wird.

5 Wie sich aus der Beziehung zwischen der Lebensdauer des Wälzlagers und der Menge γ_R (Vol.-%) an erhalten gebliebenem Austenit gemäß Fig. 1 ergibt, ändert sich die Lebensdauer des Innenrings, des Außenrings und des Wälzkörpers, die unter Schmierung mit Fremdmaterial betrieben werden, d.h. die Ermüdungsdauer L_{10} , die durch die bis zu einem Abblättern verstreichende Zeit definiert wird, bei Änderung der Menge γ_R an erhalten gebliebenem Austenit.

10 D.h., wenn die Menge γ_R des erhalten gebliebenem Austenits gleich oder über 25 Vol.-% ist, steigt die Ermüdungsdauer L_{10} an, während sie andererseits, wenn die Menge γ_R des erhalten gebliebenen Austenits über 45 Vol.-% hinausgeht, die Ermüdungsdauer L_{10} rasch abfällt. Daher beträgt die Menge γ_R an erhalten gebliebenem Austenit in der Oberflächenschicht von Innenring, Außenring und Wälzkörper notwendigerweise 25 bis 45 Vol.-%.

15 Wenn insbesondere die Menge γ_R an erhalten gebliebenem Austenit 45 Vol.-% übersteigt, nimmt die Oberflächenhärte von Innenring, Außenring und Wälzkörper nach dem Aufkohlen oder Carbonitrieren ab.

Um eine Lebensdauer sicherzustellen, die derjenigen eines bekannten Wälzlagers aus zementiertem Stahl gleichkommt oder sogar diese übersteigt, ist die HRC-Härte des Wälzkörpers vorzugsweise 63 oder liegt darüber, während die HRC-Härten des Innen- und Außenrings vorzugsweise 58 oder mehr betragen. Um diesen Zustand zu erzielen, muß die Menge γ_R des erhalten gebliebenen Austenits bei oder unter 45 Vol.-% liegen.

20 Die experimentellen Bedingungen, die zu der Fig. 1 führten, waren: Es wurde eine Testmaschine für die Lebensdauer von Kugellagern von Nippon Seiko K.K. verwendet sowie ein Schmiermittel, das aus Turbinenöl (FBK-Öl RO 68 der Nippon Oil Co., Ltd.) und 10 ppm Stahlpulver (Härte: Hv 300 bis 500, Korngröße: 80 bis 160 μm) bestand. Das Kugellager wurde unter einer Belastung von 600 kgf (Radialbelastung) bei 2000 UpM getestet.

25 Im folgenden werden die Auswirkungen von Einzelelementen des Stahls mit mittlerem Kohlenstoffgehalt beschrieben, der erfindungsgemäß Verwendung findet.

Al

30 Aluminium bildet einen oxidischen nichtmetallischen Einschuß, beispielsweise Al_2O_3 . Die Härte von Al_2O_3 ist hoch und die plastische Deformierbarkeit von Al_2O_3 niedrig, so daß Al_2O_3 eine Quelle für eine Beanspruchungskonzentration darstellt und zur Verringerung der Ermüdungslebensdauer des Lagers beiträgt. Daher mußte der Aluminiumgehalt verringert werden, um die Lebensdauer des Wälzlagers zu erhöhen. Andererseits mußte Aluminium in Form von AlN an der Korngrenze ausgefällt werden, um zu verhindern, daß das Kristallkorn während der Aufkohlung oder Carbonitrierung grobkörnig wächst.

35 Somit beträgt der Aluminiumgehalt erfindungsgemäß 200 bis 300 ppm. Sinkt er unter 200 ppm, so wächst das Kristallkorn grobkörnig und die Lebensdauer unter Belastung sinkt. Steigt andererseits der Aluminiumgehalt über 300 ppm, so steigt auch die Menge an Al_2O_3 und beeinträchtigt ihrerseits die Lebensdauer.

Ti

40 Titan erscheint als nichtmetallischer Einschuß in Form von TiN. Die Härte von TiN ist hoch und die plastische Deformierbarkeit von TiN gering, so daß TiN eine Quelle für die Beanspruchungskonzentration liefert und damit für die Lebensdauer des Lagers schädlich ist. Daher muß der Gehalt an Ti soweit wie möglich verringert werden, und seine Obergrenze beträgt 40 ppm.

N

50 Stickstoff ist erforderlich, um AlN zu bilden, und unterdrückt das grobkörnige Kristallwachstum. Wenn jedoch der Stickstoffgehalt hoch ist, wird die Menge von TiN, das einen nichtmetallischen Einschuß darstellt, ebenfalls hoch. Daher wird erfindungsgemäß der Stickstoffgehalt auf 100 bis 200 ppm festgesetzt. Liegt der Stickstoffgehalt unter 100 ppm, so ist die Ausfällung von AlN unzureichend, so daß die Kristalle grobkörnig wachsen. Wenn andererseits der Stickstoffgehalt über 200 ppm ansteigt, wird die Menge an TiN hoch, so daß dadurch die Lebensdauer beeinträchtigt wird.

S

55 Schwefel erzeugt sulfidische nichtmetallische Einschlüsse, wie beispielsweise MnS. Die Härte von MnS ist gering und die plastische Deformierbarkeit hoch, so daß MnS als Startpunkt für eine Ribbildung mindestens in dem Innenring, dem Außenring oder dem Wälzkörper während einer Vorbearbeitung, beispielsweise beim Schmieden und Walzen, wirkt. Um daher eine Ribbildung während der Vorbearbeitung zu verhindern und eine rasche Vorbearbeitung zu ermöglichen, muß der Schwefelgehalt verringert werden, so daß seine Obergrenze 80 ppm beträgt.

O

65 Da Sauerstoff die Lebensdauer unter Beanspruchung als ein Element, das oxidische, nichtmetallische Einschlüsse erzeugt, verringert, muß der Sauerstoffgehalt soweit wie möglich verringert werden, so daß die

Obergrenze des Sauerstoffgehaltes 9 ppm beträgt.

Si

Silicium wird als Desoxidationsmittel benötigt, so daß der Siliciumgehalt 0,15 bis 1,2 Gew.-% beträgt. Wenn der Siliciumgehalt unter 0,15 Gew.-% liegt, bleibt die Desoxidierungswirkung unzureichend. Wenn andererseits der Siliciumgehalt 1,2 Gew.-% übersteigt, bleibt die Desoxidierungswirkung konstant, so daß der oben genannte Bereich festgelegt wurde.

Mn

Mangan ist erforderlich, um die durch eine Verringerung des Chromgehaltes herbeigeführte Verringerung der Härte zu kompensieren, so daß der Mangangehalt auf 1,2 bis 1,7 Gew.-% festgelegt wird. Wenn der Mangangehalt unter 1,2 Gew.-% fällt, kann die Härte des Wälzlagerstahls nicht verbessert werden. Wenn andererseits der Mangangehalt über 1,7 Gew.-% steigt, nimmt die Härte des Wälzlagerstahls zu und seine Schmiedbarkeit oder Bearbeitbarkeit mit Maschinen wird verringert, so daß der Mangangehalt in dem oben genannten Bereich gehalten wird.

Nb, V

Niob und Vanadium stellen wirksame Zusätze dar, um selbst in den Korngrenzen ausgeschieden zu werden, grobes Korngrenzenwachstum zu unterdrücken und die Kristallkörner der Korngrenze zu feinen, so daß die Lebensdauer des Wälzlagers erhöht wird. Niob und Vanadium verstärken auch die das grobkörnige Wachstum von Körnern verhindernde Wirkung von AlN.

Das heißt, wenn eine Hochtemperatur-Wärmebehandlung (bei Temperaturen von 950 bis 970°C) oder eine langdauernde Wärmebehandlung durchgeführt werden, um die Aufkohlungs- oder Carbonitrierungsdauer zu verkürzen, reicht AlN nicht aus, um zu verhindern, daß die Kristallkörner grobkörnig wachsen. Daher werden bei einer Ausführungsform des erfindungsgemäßen Lagers 0,03 bis 0,08 Gew.-% Niob und bzw. oder 0,1 bis 0,15 Gew.-% Vanadium dem Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt zugesetzt.

Alternativ werden gemäß einer weiteren Ausführungsform des erfindungsgemäßen Lagers anstelle von Aluminium und Stickstoff 0,03 bis 0,08 Gew.-% Niob und bzw. oder 0,1 bis 0,15 Gew.-% Vanadium dem Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt zugesetzt, um das grobkörnige Wachsen der Kristalle zu verhindern.

Wenn der Niobgehalt unter 0,03 Gew.-% und der Vanadiumgehalt unter 0,1 Gew.-% liegt, ist die Wirkung der Verhinderung des grobkörnigen Kristallkornwachstums gering. Wenn andererseits der Niobgehalt oberhalb 0,08 Gew.-% und der Vanadiumgehalt oberhalb 0,15 Gew.-% liegen, steigt die das grobkörnige Kristallwachstum verhindernde Wirkung nicht weiter an, sondern es werden nur die Kosten erhöht, so daß der Niob- und Vanadiumgehalt in den oben angegebenen Bereichen festgelegt werden.

Hinsichtlich des Grund- oder ursprünglichen Gehalts an Kohlenstoff des erfindungsgemäß verwendeten Stahls gilt folgendes:

Wenn der ursprüngliche Kohlenstoffgehalt unter 0,4 Gew.-% liegt, steigt die Aufkohlungs- oder Carbonitrierungsdauer an und die Ergiebigkeit der Wärmebehandlung sinkt. Gemäß der Erfindung wird ein Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt verwendet, der kein Element, wie Chrom oder Molybdän, enthält, das die Härte erhöht. Liegt der ursprüngliche Kohlenstoffgehalt unter 0,4 Gew.-%, so wird die Härte unzureichend, so daß eine hinreichende Härtungstiefe nicht erzielt werden kann.

Wenn andererseits die Menge an ursprünglichem Kohlenstoff über 0,7 Gew.-% liegt, ist die Menge an Kohlenstoff, die während des Aufkohlens in die Matrix eindringt und eine feste Lösung mit der Matrix bildet, gering, so daß eine heterogene feste Lösung auftritt und die Lebensdauer des Lagers unter Beanspruchung verringert wird. Daher beträgt der ursprüngliche Kohlenstoffgehalt 0,4 bis 0,7 Gew.-%.

Wie in Fig. 4 dargestellt, fällt der Gehalt an erhalten gebliebenem Austenit in den Bereich von 25 bis 45 Vol.-%, wenn der kohlenstoffhaltige Stahl mit der Menge an ursprünglichem Kohlenstoff im genannten Bereich aufgekocht oder carbonitriert wurde, so daß die Menge an gelöstem Kohlenstoff oder gelöstem Kohlenstoff und Stickstoff auf einen Bereich von 0,8 bis 1,1 Gew.-% eingestellt wurde. Wenn der kohlenstoffhaltige Stahl mit dem Gehalt an ursprünglichem Kohlenstoff in dem obengenannten Bereich aufgekocht oder carbonitriert wird, diffundieren Kohlenstoff- oder Kohlenstoff- und Stickstoffatome gleichmäßig zwischen die Eisenatome und bilden eine feste Lösung mit den Eisenatomen, wobei der kohlenstoffhaltige Stahl verfestigt wird, so daß das Auftreten eines Mikrorisses an einer Stelle, an der eine maximale Scherbelastung erfolgt, verzögert und die Lebensdauer nicht nur unter Schmierung mit Fremdstoffen, sondern auch unter sauberer Schmierung verlängert werden kann.

Gemäß einer besonderen Ausführungsform des erfindungsgemäßen Lagers beträgt die Korngröße des Stahls mit mittlerem Kohlenstoffgehalt selbst nach dem Aufkochen oder Carbonitrieren den Wert 8 oder einen Wert darüber, ausgedrückt als Korngrößenzahl, so daß ein langlebiges Wälzlager erzielt wird.

Die Erfindung wurde bisher und wird im folgenden an Hand von Zeichnungen näher erläutert, worin bedeuten:

Fig. 1 ein Diagramm, das die Beziehung zwischen der Lebensdauer unter Belastung und unter einer Schmierung mit Fremdmaterial (L_{10}) und der Menge an erhalten gebliebenem Austenit darstellt;

Fig. 2 einen Querschnitt durch einen Eindruck in ein Wälzlager gemäß der Erfindung mit der Erläuterung der Verteilung der dabei entstehenden Beanspruchung;

Fig. 3 ein Diagramm, das die Beziehung zwischen dem Wert r/C und der Menge γ_R wiedergibt, wobei sich eine Sättigung des Wertes r/C ergibt;

Fig. 4 ein Diagramm, das die Beziehung zwischen der Menge an gelöstem Kohlenstoff C oder gelöstem Kohlenstoff und Stickstoff C + N und der Menge γ_R an erhalten gebliebenem Austenit wiedergibt;

Fig. 5 ein Diagramm, das die Beziehung zwischen der Temperatur und der Zeitdauer des Aufkohlens und des direkten Abschreckens erläutert;

Fig. 6 ein Diagramm ähnlich dem von Fig. 5, das die Beziehung zwischen der Temperatur und der Carbonitrierungsdauer wiedergibt;

Fig. 7 ein Diagramm, das die Beziehung zwischen der mittleren Korngrößenzahl und der Lebensdauer L_{10} darstellt; und

Fig. 8 ein Diagramm, das die Beziehung zwischen dem Schwefelgehalt und dem Ausmaß der Rißbildung erläutert.

Im folgenden wird ein Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung beschrieben.

Ausführungsbeispiel

Proben des bekannten kohlenstoffhaltigen Stahls SMN443, in denen bestimmte Gehalte an Al, S und N eingestellt worden waren, ergaben Teststücke, deren Zusammensetzung in der folgenden Tabelle I wiedergegeben ist.

Tabelle I

Teststücke Nr.	C	Si	Mn	S	Al	Ti	N	O	Nb	V
1	0,42	0,25	1,52	70	220	40	140	9	—	—
2	0,43	0,26	1,48	150	60	40	50	8	—	—
3	0,43	0,25	1,47	180	250	30	160	8	—	—
4	0,41	0,27	1,47	110	170	20	120	7	—	—
5	0,42	0,23	1,51	50	230	20	70	9	—	—
6	0,40	0,21	1,50	140	240	20	130	7	0,05	—
7	0,41	0,22	1,48	60	240	30	140	7	—	0,1
8	0,41	0,19	1,45	40	150	40	70	9	0,07	—
9	0,45	0,23	1,60	60	350	20	110	7	—	—
10	0,44	0,28	1,50	60	250	30	130	8	0,1	0,21
11	0,44	0,21	1,45	70	170	30	150	8	0,01	0,07

Anmerkung:

Die Gehalte an S, Al, Ti, N und O sind in ppm,
die Gehalte der anderen Elemente in Gewichtsprozent
angegeben.

Die in Tabelle I angegebenen Teststücke wurden daraufhin 8 h lang einer Wärmebehandlung von 930°C unterworfen, worauf die Korngröße untersucht wurde. Tabelle II gibt die Ergebnisse dieser Untersuchung wieder.

Tabelle II

Teststück- material Nummer	Korngrößenzahl	Mittlere Korngrößenzahl	Lebensdauer des Lagers $L_{10} \times (10^6)$	Rißbildung (%)
1	7—10	9	12	0
2	1—10	4	5	70
3	8—10	9,5	17	100
4	5—10	6	8,5	20
5	6—9	7	9,5	0
6	10—12	10,5	24	80
7	10—12	11	20	0
8	9—11	10	19	0
9	8—10	9,5	7,4	0
10	10—12	10,5	21	0
11	8—10	0	15	0

Bestimmung der Lebensdauer unter Beanspruchung

Jedes in Tabelle I aufgeführte Teststück wurde aufgekocht oder carbonitriert, und es wurden Teststücke hergestellt, in denen die Menge an erhalten gebliebenem Austenit auf 25 bis 45 Vol.-% eingestellt war.

Die Bedingungen der Wärmebehandlung werden weiter unten beschrieben. Wie in Fig. 5 dargestellt, erfolgte eine direkte Abschreckung, unmittelbar nachdem die Aufkohlung unter einer Atmosphäre eines Rx-Gases und eines angereicherten Gases während 8 h bei $930 \pm 5^\circ\text{C}$ durchgeführt worden war; anschließend erfolgte eine Temperung über 2 h bei 160°C . Wie aus Fig. 6 hervorgeht, wurde eine Carbonitrierung unter einer Atmosphäre eines Rx-Gases und eines angereicherten Gases plus 5% Ammoniak während 3 bis 4 h bei 830 bis 870°C durchgeführt, woran sich eine Abschreckung mit Öl anschloß.

Aus den Teststücken, die auf die oben beschriebene Weise aufgekocht oder carbonitriert worden waren, wurden scheibenförmige Teststücke hergestellt, die sowohl auf den Innen- als auch den Außenring des Wälzlagers anwendbar waren. Für jedes scheibenförmige Teststück wurde ein Test zur Bestimmung der Lebensdauer unter Beanspruchung mit Hilfe einer Testmaschine durchgeführt, die auf den Seiten 10 bis 21 des Special Steel Manual (First edition) herausgegeben von Electro-steelmaking Research Institute, veröffentlicht von Rikohgasha, 25. Mai 1965 beschrieben ist.

Die Bedingungen dieses Tests waren wie folgt:

$P_{\max} = 560 \text{ kgf/mm}^2$, $N = 3000 \text{ c.p.m.}$

Schmieröl Nr. 68 (Turbinenöl)

Aus Tabelle II und Fig. 7 gehen die Ergebnisse dieses Tests hervor. Fig. 7 zeigt die Beziehung zwischen der mittleren Kristallkorngrößenzahl jedes Teststücks und der Lebensdauer L_{10} , ausgedrückt als Zahl der Beanspruchungszyklen, die durch das Laufen verursacht wurden. Wie sich aus Fig. 7 ergibt, nimmt mit abnehmender mittlerer Korngrößenzahl die Lebensdauer L_{10} zu.

Vom Teststück Nr. 2 sind Aluminium- und Stickstoffgehalt gering, bei Teststück Nr. 4 ist der Aluminiumgehalt gering, und bei Teststück Nr. 5 ist der Stickstoffgehalt gering, so daß auch die Werte L_{10} für die Teststücke 2, 4 und 5 niedrig sind. Andererseits liegt der Gehalt an Aluminium und Stickstoff bei den Teststücken Nr. 1 und 3 innerhalb des erfindungsgemäßen Bereiches, so daß die L_{10} -Werte für die Teststücke 1 und 3 gut sind.

Die Teststücke 6 und 7 enthalten Niob bzw. Vanadium, wodurch die Wirkung von AlN zur Verhinderung der Vergrößerung des Kornwachstums unterstützt wird, so daß die Kristallkörner weiter gefeint werden und die Werte L_{10} für die Teststücke 6 und 7 hoch liegen.

Das Teststück Nr. 8 enthält weniger Aluminium und Stickstoff als die obigen Teststücke, enthält jedoch Niob, das die Vergrößerung des Kornwachstums von sich aus verhindert, so daß die Korngröße gering bleibt und der Wert L_{10} für das Teststück Nr. 8 gut ist.

Das Teststück Nr. 9 besitzt eine geringe Korngröße, jedoch übersteigt der Aluminiumgehalt den erfindungsgemäßen Bereich, so daß sich übermäßig viel Al_2O_3 bildet und der Wert L_{10} des Teststücks Nr. 9 niedrig liegt, d.h. die Lebensdauer des Wälzlagers gering ist.

Die Teststücke 10 und 11 enthalten teilweise große Mengen Niob und Vanadium zusätzlich zu Aluminium und Stickstoff, so daß die L_{10} -Werte hoch liegen. Jedoch ist trotz der Gehalte an Niob und Vanadium das Ausmaß der Verbesserung der Kristallkornfeinung gering, so daß bei den Teststücken 10 und 11 besonders die hohen Kosten zu Buche schlagen.

Um die Lebensdauer unter Belastung gemäß der Erfindung verbessern zu können, werden das Aufkochen oder Carbonitrieren vorzugsweise mit gesteuerter Temperatur und gesteuerter Dauer durchgeführt, so daß die Kristallkorngröße so gering gemacht werden kann, daß sie selbst nach dem Aufkochen und Carbonitrieren bei 6 oder darüber, ausgedrückt als Kristallgrößenzahl, liegt.

Rißbildungstest

Zylindrische Teststücke mit den Abmessungen $20 \times 30 \text{ mm}$ wurden von den in Tabelle II aufgeführten Testmaterialien hergestellt und der Kaltbearbeitung unterworfen, beispielsweise dem kalten Schmieden. Dabei betrug das Stauchverhältnis 80%. Das Ausmaß der Rißbildung wurde überprüft. Von jedem der obigen Teststücke wurden zehn zylindrische Teststücke hergestellt. Aus Tabelle II und Fig. 8 gehen die Ergebnisse des Rißbildungstests hervor.

Fig. 8 zeigt die Beziehung zwischen dem Schwefelgehalt jedes Teststückes und dem Ausmaß der Rißbildung.

Wie sich aus Tabelle I ergibt, ist der Schwefelgehalt der Teststücke 2, 3, 4 und 6 groß, so daß auch die Teststücke 2, 3, 4 und 6 Rißbildung aufwiesen. Insbesondere besaß jedes der Teststücke 3 und 6 eine geringe Korngröße und eine große Lebensdauer L_{10} , jedoch wegen der Schwefelgehalte konnte die Rißbildung nicht vermieden werden.

Fig. 8 zeigt, daß bei niedrigen Schwefelgehalten der Teststücke die Rißbildungsrate niedrig ist und insbesondere bei Erreichen oder Unterschreiten eines Schwefelgehaltes von 80 ppm Null beträgt. Daher konnte eine stärkere Bearbeitung des Materials durchgeführt werden, wenn die Schwefelmenge bei 80 ppm oder darunter lag.

Der Test zur Feststellung der Lebensdauer unter Beanspruchung bezieht sich auf die Lebensdauer von scheibenförmigen Teststücken, die sowohl für den Innenring als auch für den Außenring des Wälzlagers verwendbar sind. Analoge Ergebnisse für die Lebensdauer unter Beanspruchung wurden erzielt, wenn der Wälzkörper des Wälzlagers aus dem gleichen Material wie Innen- und Außenring hergestellt worden waren.

Patentansprüche

1. Wälzlager mit einem Innenring, einem Außenring und einem Wälzkörper, wobei Innenring und bzw. oder Außenring und bzw. oder Wälzkörper aus einem Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt hergestellt ist bzw. sind, der im wesentlichen aus 0,4 bis 0,7 Gew.-% Kohlenstoff, 0,15 bis 1,2 Gew.-% Silicium, 1,2 bis 1,7 Gew.-% Mangan, 200 bis 300 ppm Aluminium, bis zu 40 ppm Titan, 100 bis 200 ppm Stickstoff, bis zu 80 ppm Schwefel und bis zu 9 ppm Sauerstoff, Rest Eisen, besteht und in dieser Zusammensetzung einem Aufkohlen oder Carbonitrieren unterworfen worden ist, wobei ein Einsatz des erhaltenen, einsatzgehärteten Manganstahls mit mittlerem Kohlenstoffgehalt 25 bis 45 Vol.-% erhalten gebliebenen Austenit enthält.

2. Wälzlager gemäß Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß der Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt außerdem 0,03 bis 0,08 Gew.-% Niob und bzw. oder 0,1 bis 0,15 Gew.-% Vanadium enthält.

3. Wälzlager mit einem Innenring, einem Außenring und einem Wälzkörper, wobei Innenring und bzw. oder Außenring und bzw. oder Wälzkörper aus einem Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt hergestellt ist bzw. sind, der im wesentlichen aus 0,4 bis 0,7 Gew.-% Kohlenstoff, 0,15 bis 1,2 Gew.-% Silicium, 1,2 bis 1,7 Gew.-% Mangan, bis 40 ppm Titan, bis 80 ppm Schwefel und bis 9 ppm Sauerstoff sowie aus 0,03 bis 0,08 Gew.-% Niob und bzw. oder 0,1 bis 0,15 Gew.-% Vanadium, Rest Eisen, besteht und in dieser Zusammensetzung einer Aufkohlung oder Carbonitrierung unterworfen worden ist, wobei ein Einsatz des erhaltenen einsatzgehärteten Manganstahls mit mittlerem Kohlenstoffgehalt 25 bis 45 Vol.-% erhalten gebliebenen Austenit enthält.

4. Wälzlager gemäß einem der Ansprüche 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, daß der Manganstahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt nach dem Aufkohlen oder Carbonitrieren eine mittlere Kristallkorngrößenzahl von 8 aufweist.

Hierzu 6 Seite(n) Zeichnungen

FIG.1

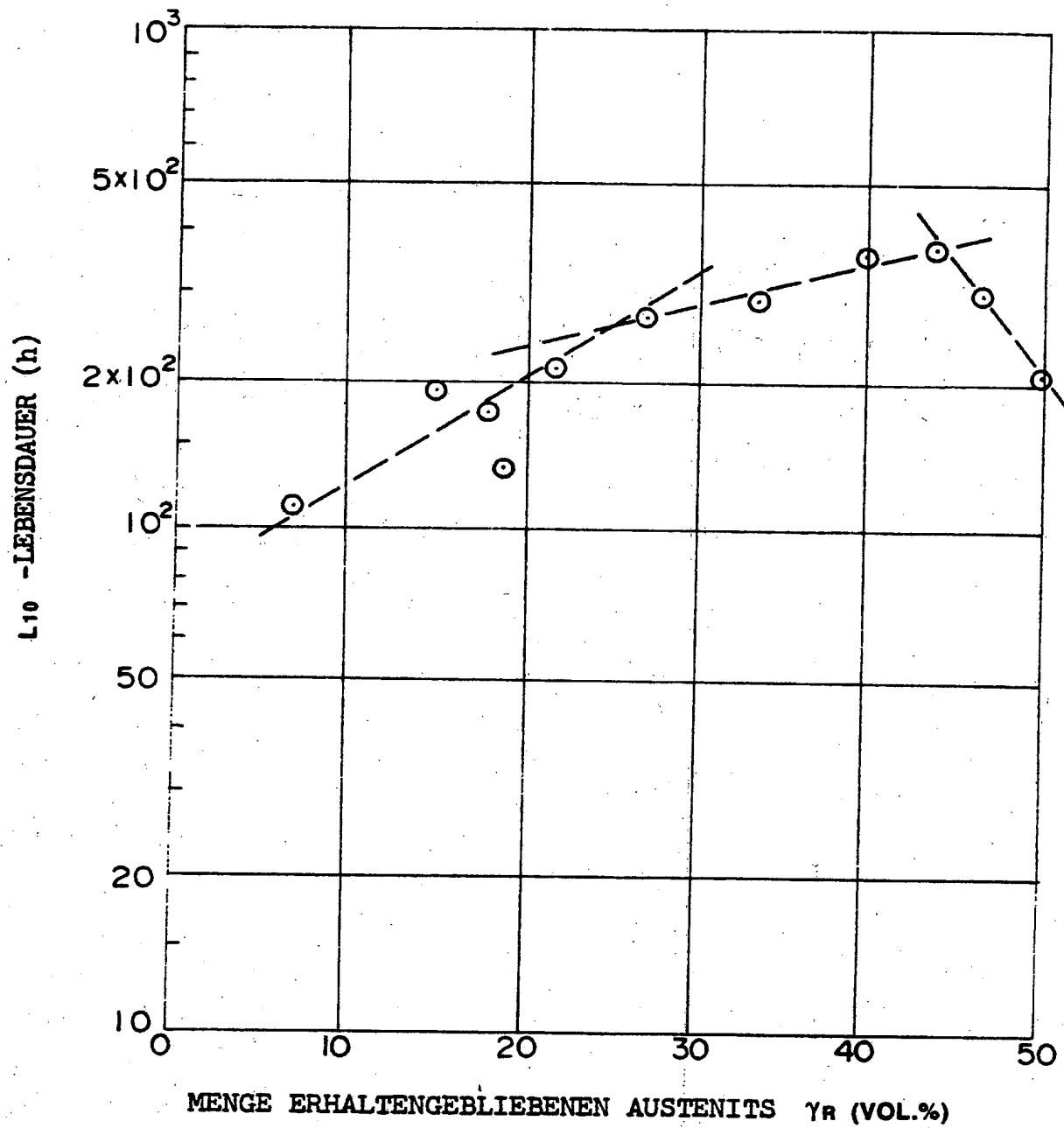


FIG. 2

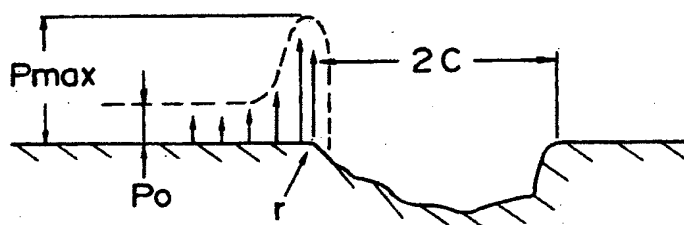


FIG. 3

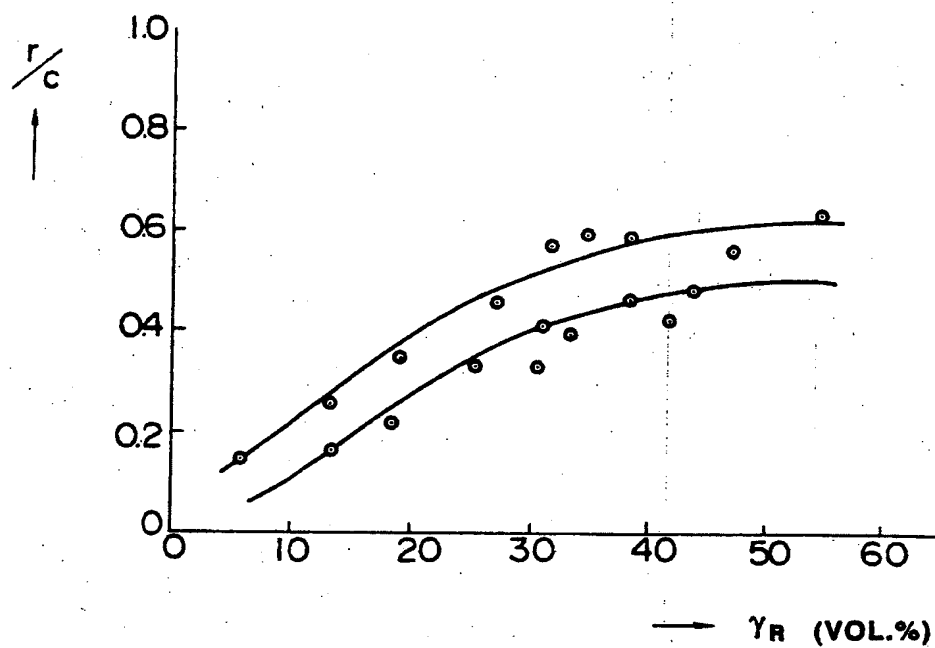


FIG. 4

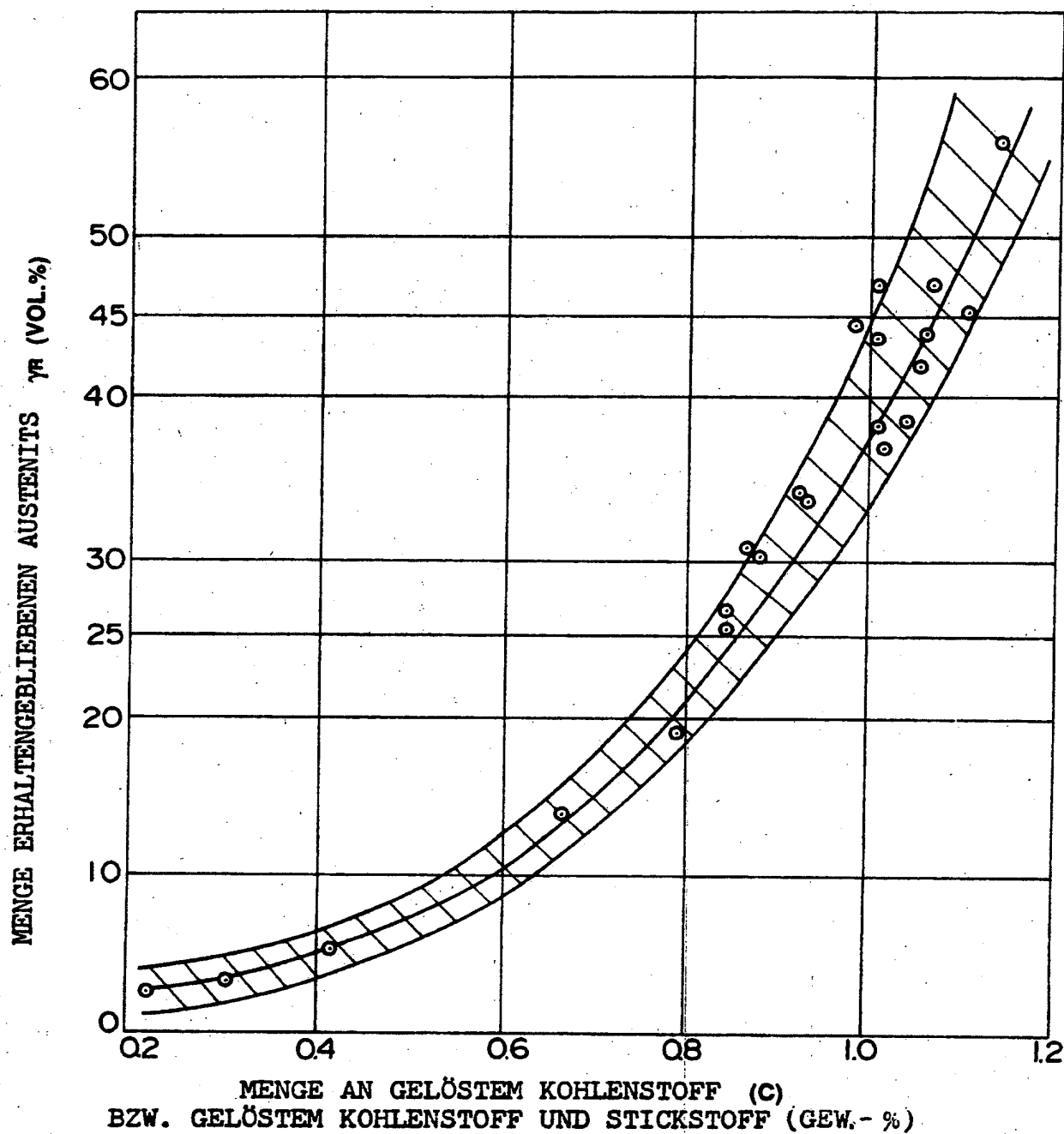


FIG. 5

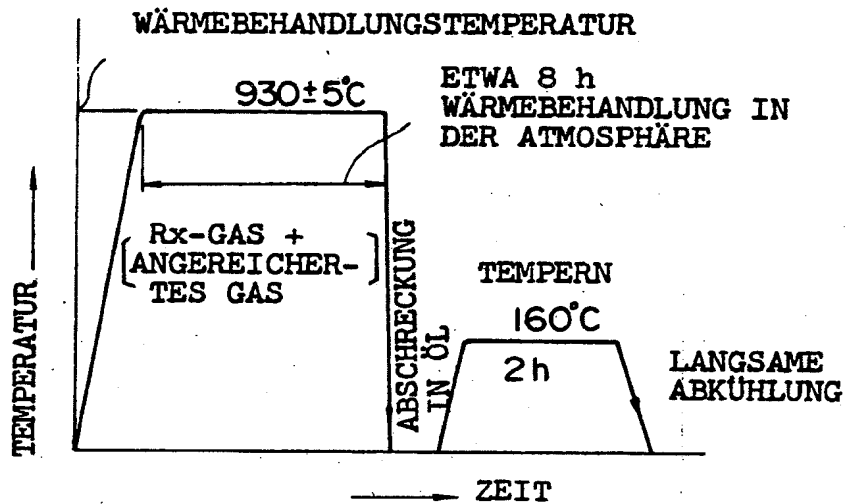


FIG. 6

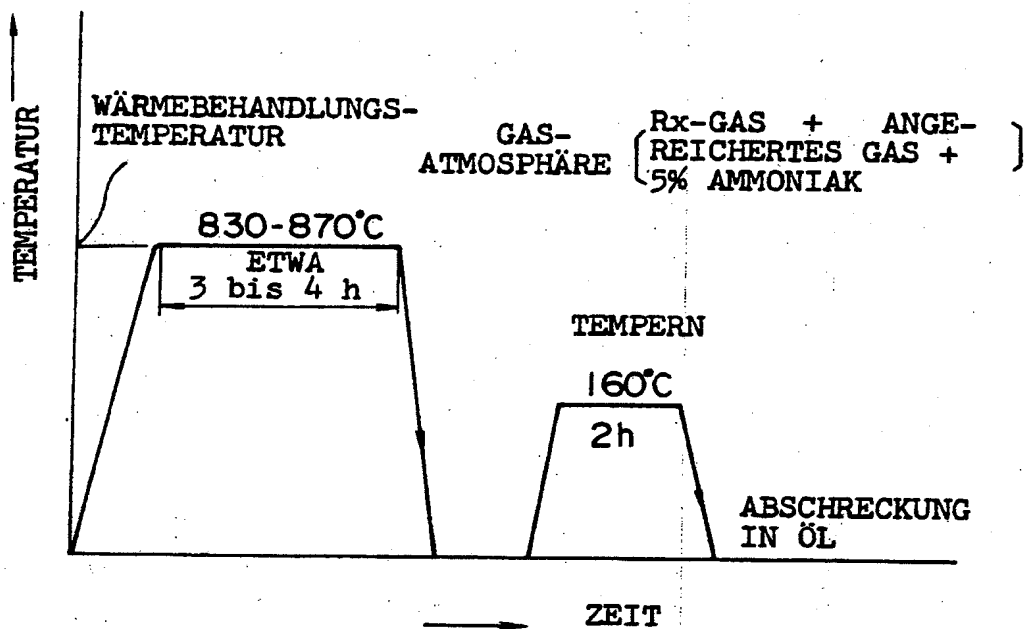


FIG. 7

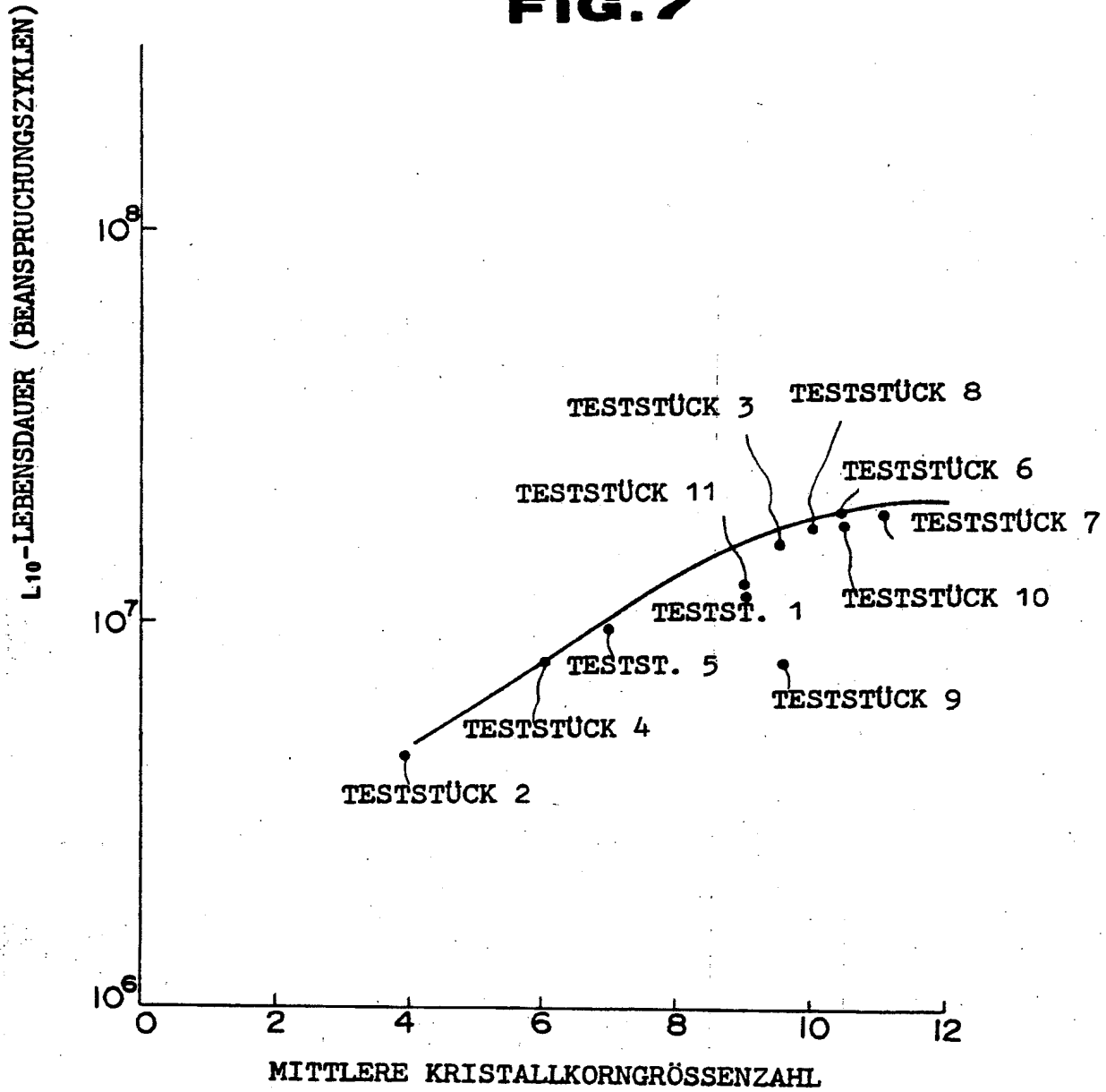


FIG. 8

